

**PRODUCTION OF ROLLED SILICON STEEL**

**Patent number:** JP2000045025  
**Publication date:** 2000-02-15  
**Inventor:** YAMASHITA OSAMU; MAKITA AKIRA; NOMI MASAO;  
SAIGO TSUNEKAZU  
**Applicant:** SUMITOMO SPEC METALS  
**Classification:**  
**- International:** C21D8/12; B21B3/02; C22C38/00; C22C38/02;  
H01F1/16; B22F3/24; C22C33/02  
**- european:**  
**Application number:** JP19990150783 19990528  
**Priority number(s):** JP19990150783 19990528; JP19980165982 19980529

**Report a data error here**

**Abstract of JP2000045025**

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To produce a silicon steel capable of obtaining an extremely thin sheet excellent in magnetic properties by producing a sintered body having Fe-enriched phases and Si-enriched phases, subjecting this to cold rolling and executing annealing. **SOLUTION:** A binder is added to silicon steel powder, which is compacted, and debinder and sintering are executed to produce a sintered body having Fe-enriched main phases and Si-enriched solid solution phases. The sintering is executed at a temp. of about 1,000 to 1,150 deg.C in an inert gas atmosphere, in a gaseous hydrogen atmosphere, in a vacuum or the like, and, preferably, the content of oxygen in the sintered body is controlled to about 3000 ppm, the content of carbon to about  $\leq 200$  ppm, the sheet thickness to about  $\leq 5$  mm, and the degree of parallelization to about  $\leq 0.5$  mm. This sintered body stock is cold-rolled and is thereafter annealed, the annealing temp. is controlled to about 1,200 to 1,300 deg.C as to a steel sheet sintered at a low temp. and high in a rolling ratio and is controlled to about 1,150 to 1,250 deg.C as to a steel sheet sintered at a high temp. and low in a rolling ratio, the Fe-enriched phases and Si-enriched phases are perfectly allowed to enter into solid solution, and the average crystal grain size is grown to about 0.5 to 3 mm.

---

Data supplied from the *esp@cenet* database - Worldwide

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号  
特開2000-45025  
(P2000-45025A)

(43) 公開日 平成12年2月15日 (2000.2.15)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	キーワード (参考)
C 2 1 D 8/12		C 2 1 D 8/12	C
B 2 1 B 3/02		B 2 1 B 3/02	
C 2 2 C 38/00	3 0 4	C 2 2 C 38/00	3 0 4
38/02		38/02	
H 0 1 F 1/16		B 2 2 F 3/24	E
審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 8 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号	特願平11-150783	(71) 出願人	000183417 住友特殊金属株式会社 大阪府大阪市中央区北浜4丁目7番19号
(22) 出願日	平成11年5月28日 (1999.5.28)	(72) 発明者	山下 治 大阪府三島郡島本町江川2丁目15-17 住 友特殊金属株式会社山崎製作所内
(31) 優先権主張番号	特願平10-165982	(72) 発明者	横田 顯 大阪府三島郡島本町江川2丁目15-17 住 友特殊金属株式会社山崎製作所内
(32) 優先日	平成10年5月29日 (1998.5.29)	(74) 代理人	100073900 弁理士 押田 良久
(33) 優先権主張国	日本 (J P)		
		最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 圧延珪素鋼の製造方法

(57) 【要約】

【課題】 容易に圧延前の焼結珪素鋼板中にFeリッチな相を残存させることが可能で、Feリッチ相の優れた展延性を有効に活用することにより、該珪素鋼板を熱処理、熱間圧延、焼き鈍しの工程を繰り返すことなく、珪素鋼板をそのまま連続で均一に冷間圧延できる、圧延珪素鋼板の製造方法を提供。

【解決手段】 純Fe粉末とFe-Si粉末を所定の割合で配合した混合粉を粉末冶金的手法で作製し、焼結体中にFeリッチ相を残存させることにより、該結晶粒の塑性変形を利用して冷間圧延が可能になり、また予めTi、V、Al等の非磁性金属元素を僅かに添加すると、焼き鈍し時にFeリッチ相とSiリッチ相が固溶しやすくなり、また結晶粒の粒成長を促進させることができ、しかも作製した鋼板の磁気特性は従来の溶製材とほぼ同等になり、磁気特性の優れた珪素鋼板が作製できる。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 Feリッチな相とSiリッチなFe-Si固溶体相を有する焼結体を得る工程、前記焼結体素材を冷間圧延する工程、前記冷間圧延材を焼き鈍しする工程を含む圧延珪素鋼の製造方法。

【請求項2】 焼結体におけるSiの含有量が3~10wt%である請求項1に記載の圧延珪素鋼の製造方法。

【請求項3】 焼結体に微量成分としてTi, Al, Vを単独もしくは複合で0.01~1.0wt%含有する請求項1または請求項2に記載の圧延珪素鋼の製造方法。

【請求項4】 焼結体の厚みが5mm以下である請求項1~請求項3のいずれかに記載の圧延珪素鋼の製造方法。

【請求項5】 焼結体は、粉末射出成形、圧粉成形、スリップキャスト法により成形して焼結する粉末冶金法、またはホットプレスやプラズマ焼結等の熱間成形法にて作製し、焼結体中にFeリッチな相を残存させた焼結体である請求項4に記載の圧延珪素鋼の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】この発明は、冷間圧延が困難なSiの含有量が3~10wt%の珪素鋼の冷間圧延を可能にする圧延珪素鋼の製造方法に係り、予めFeリッチな主相とFe-Si相からなる厚み5mm以下の薄板状の焼結体を作製し、Feリッチ相の結晶粒の優れた展延性を利用して塑性変形させることにより、そのまま冷間圧延することを可能にし、磁気特性の優れた珪素鋼板が得られる圧延珪素鋼の製造方法に関する。

## 【0002】

【従来の技術】現在、変圧器や回転機の鉄芯、磁気シールド材、電磁石などの種々用途に広く利用される圧延珪素鋼板のほとんどは、鋼中のSi含有量3wt%以下の珪素塊に熱処理、熱間圧延、焼き鈍しの工程を繰り返して製造されている。珪素鋼の透磁率は、Si含有量が6wt%程度のとき最大となることが知られているが、鋼中にSiを3wt%以上含有する珪素鋼の圧延は、従来から圧延時のワレ発生により困難とされてきた。

【0003】このため、Mn, Ni等の磁性不純物を添加して溶解塊の平均結晶粒径を微細化して圧延する方法(K. Narita and M. Enokizono : IEEE. Trans. Magn. 14(1978)258)も提案されたが、これらの磁性不純物が珪素鋼板の磁気特性を低下させるという問題があり、汎用されるには至らなかった。

【0004】また、Fe中にSiを3wt%含有する溶解塊を従来工程で圧延後、CVD(Chemical Vapor Deposition)法によりSiを含浸させて、所望の組成を有する珪素鋼板、例えばSi含有量0.5wt%の珪素鋼板を作製する方法(V. Takada, M. Abe, S. Masuda and J. Inagaki : J. Appl. Phys. 64(1988)5367.)も提案、実行されているが、CVD法に多大の工程を要してコストが高く、その用途は自ずと限定されている状況である。

## 【0005】

【発明が解決しようとする課題】一般に、鋼中に3wt%以下のSiを含有する珪素鋼の溶解塊は、FeとSiが完全に固溶した相からなり、圧延による塑性変形は主に各結晶粒内のすべり変形によって起きている。

【0006】しかしSi含有量が3wt%を超える場合には、FeとSiが完全に固溶した結晶粒は非常に硬くて脆いために、熱間圧延、冷間圧延を問わず圧延時にヒビ、ワレが発生し、圧延自体ほとんど不可能であった。

【0007】この発明は、従来不可能であるとされていたSi含有量が3wt%を超える珪素鋼の圧延を実現することを目的とし、圧延前の珪素鋼中にFeリッチな相を残存させ、Feリッチ相の優れた展延性を有効に活用することにより、従来のごとく珪素鋼を熱処理、熱間圧延、焼き鈍しの工程を繰り返すことなく、得られた珪素鋼をそのまま連続で均一に冷間圧延可能にした、圧延珪素鋼の製造方法を提供を目的としている。

## 【0008】

【課題を解決するための手段】発明者らは、Si含有量が3wt%を超える珪素鋼板の圧延方法に際し、圧延前の珪素鋼素材に、Feリッチな相を残存させた焼結体を使用して、Feリッチな相を有する結晶粒の展延性を利用して塑性変形させることにより、冷間圧延が可能になると考えた。

【0009】発明者らは、上記の着想を基に冷間圧延性の良好な珪素鋼の圧延素材について種々検討した結果、結晶粒内の組成に着目し、従来の熔融徐冷してFeとSiが完全に固溶した相の結晶粒と違って、Feリッチな相とSiリッチなFe-Si固溶体相を有する混合相となし、展延性に富んだFeリッチ相を残存させた焼結珪素鋼板を作製し、これを冷間圧延することにより圧延が可能であり、また特に該鋼材の板厚を5mm以下とし、さらに平行度を0.5mm以下とすることによって比較的容易に圧延できることを知見し、この発明を完成した。

【0010】また、発明者らは、焼結体の製造方法として、Fe粉末とFe-Si粉末を所定の割合で配合した混合粉を粉末冶金的手法で焼結することにより、所望の平均結晶粒径を有する焼結体を作製可能であり、粉末冶金的手法としては、金属射出成形、圧粉成形、スラリー状にして流し込むスリップキャスト成形等で成形した後、所定の温度で焼結する方法、またはホットプレスやプラズマ焼結等の熱間成形法により作製する方法が採用できることを知見した。

【0011】さらに、発明者らは、圧延後の焼き鈍しにおいて、Feリッチ相とSiリッチ相を完全に固溶させることと、平均結晶粒径を粗大化して保磁力を低下させて磁気特性の優れた薄板の圧延珪素鋼を作製することを目的に、予めTi, Al, V等を少量添加しておく、圧延後の焼き鈍し時に平均結晶粒径が粗大化しやすくなることを知見し、この発明を完成した。

【0012】すなわち、この発明は、原料に非磁性金属を少量添加し、さらにFeリッチな相を有する厚み5mm以下の焼結珪素鋼の薄板を作製した後、冷間圧延、焼き鈍しをすることにより、非常に薄くて磁気特性にも優れた薄板が得られる圧延珪素鋼の製造方法である。

【0013】

【発明の実施の形態】使用原料

この発明において、対象とする珪素鋼の成分としては、鋼中のSiの含有量が3~10wt%の所要組成からなることを特徴とする珪素鋼である。すなわち、従来、Siの含有量が3wt%以上では圧延できないため、本願発明の対象をSiが3wt%以上とするが、10wt%を超えると材料の磁束密度の低下が著しい、よって、3~10wt%の範囲とする。

【0014】この発明において、冷間圧延後の焼き鈍し時にFeリッチ相とSiリッチ相を完全に固溶させて、結晶粒の粒成長を促進するために、不純物元素としてTi, Al, Vを焼結後の含有量が0.01~1.0wt%となるように添加すると、磁気特性の良好な圧延珪素鋼板が得られ、添加成分、添加量は用途に応じて適宜選定するとよい。Ti, Al, Vの含有量は、0.01wt%未満では粒成長の効果が十分でなく、1.0wt%を超えると磁気特性が低下するため、0.01~1.0wt%の範囲とする。

【0015】かかる原料としては、所望組成よりも多くのSiを含有した、脆性破壊しやすい成分のFe-Si化合物のガスアトマイズ粉末、あるいは該成分を有するインゴットを粗粉砕してジェットミル粉砕した粉末とカーボニル鉄粉を所定の割合で配合した混合粉末が望ましい。

【0016】また、使用するFe-Si化合物としては、 $\beta$ 相の $\text{Fe}_2\text{Si}$ 化合物や $\epsilon$ 相のFeSi化合物、さらに $\beta$ 相の $\text{FeSi}_2$ 化合物が脆性破壊しやすいので特に好ましい。

【0017】Fe-Si化合物中のSi含有量としては、20wt%~51wt%が好ましい。Si含有量がこの範囲を超えると非常に酸化しやすくなり、後の冷間圧延時にヒビ、ワレを起こしやすくなり、また磁気特性の劣化を引き起こす。

【0018】Fe-Si化合物粉末の平均粒度が3 $\mu\text{m}$ 未満では、粉末自体に多量の酸素を含有し、焼結体が硬くまた脆くなるので、冷間圧延時にヒビ、ワレが発生しやすくなったり、また磁気特性が劣化したりする。また平均粒度が100 $\mu\text{m}$ を超える場合は、焼結体がポーラスになりやすく焼結密度が低下するので、これも冷間圧延時のヒビ、ワレ発生の原因になる。したがって平均粒度は3~100 $\mu\text{m}$ が最も望ましい。

【0019】一方、カーボニル鉄粉は市販の3~10 $\mu\text{m}$ の粒径を有し、できるだけ酸素含有量の少ない粉末が望ましい。いずれにしてもFe粉とFe-Si化合物粉の混合粉末の含有酸素量は、少なければ少ないほど良いが、少なくとも3000ppm以下が望ましい。

【0020】圧延前の珪素鋼

圧延前の焼結体の作製には、粉末冶金的手法が採用できるが、金属射出成形、圧粉成形、スリップキャスト法等

による焼結体あるいはホットプレスやプラズマ焼結等の熱間成形法による焼結体の作製が適している。具体的には、金属射出成形、圧粉成形、スリップキャスト成形は、珪素鋼粉末にバインダーを添加し成形する方法であり、成形後、脱バインダー、焼結を行って作成する方法である。また、熱間成形法は、炭素金型の中に原料粉末を入れ、熱間中(1000℃~1300℃)で圧力をかけて成形と焼成を同時に行う方法である。

【0021】得られた焼結珪素鋼は、Feリッチな主相とSiリッチなFe-Si固溶体相を有する混合相であって、展延性に富んだFeリッチな相が多く生成したものとなる。なおここでは、相中のSi量が6.5%を超える場合をSiリッチ、これを超えない場合をFeリッチと呼ぶ。

【0022】一般に、Siを多く含有する珪素鋼粉末は、非常に酸化し易く、また成形用にバインダーを使用すると特に酸化したり、炭化したりするので、脱バインダーと焼結時の雰囲気制御は不可欠である。また、酸化や炭化した焼結体は硬く、脆くなるので、冷間圧延すると、ヒビ、ワレが発生すると同時に焼き鈍し後の磁気特性も著しく低下する。このために焼結体中に含まれる酸素量と炭素量は、それぞれ3000ppmと200ppm以下が望ましい。

【0023】焼結温度は、混合粉の成分、平均粒度、成形密度等によって異なるが、一般的には1000℃から1150℃の温度で不活性ガス雰囲気中、水素ガス雰囲気中、真空中等成形方法に応じて適宜選定するとよい。しかし、できるかぎり焼結時の変形を防止しなければ、冷間圧延時のヒビ、ワレ発生の原因になる。

【0024】特に、焼結後に展延性に富んだFeリッチ相を残存させるために、本来の焼結温度よりやや低い温度で焼結させることが重要である。焼結時には、できるかぎり焼結時の変形を防止し、50mm長さに対する平行度を0.5mm以下に抑え、冷間圧延時のヒビ、ワレ発生を防止できる。

【0025】圧延

珪素鋼は、一般の金属と比べて硬くて脆い性質があるために、冷間圧延用のロール径とその周速度は、圧延前の板厚とその平行度によって変える必要がある。つまり圧延前の板厚が厚く、平行度が悪ければ、小さいロール径で、しかも低周速度で圧延することが望ましい。

【0026】しかし、逆に板厚が薄く平行度さえよければ、この条件はかなり緩和される。特に熱間圧延の場合には、珪素鋼は塑性変形しやすくなるので、ロール径と周速度の条件は、冷間圧延に比べて大幅に緩和される。冷間圧延前に熱間圧延をすることは有効であるが、最終的には冷間圧延を行わなければ、薄板の圧延は不可能となる。表面層が酸化し磁気特性が劣化するためである。

【0027】この発明において、Feリッチ相を有する珪素鋼の場合、圧延前の板厚が5mm以下で平行度0.5mm(50mmの長さに対する)以下の珪素鋼板では、ロール径は80mm以下で、ロール周速度60mm/sec以下の条件であれば、冷間

圧延の際に焼き鈍し工程を入れずに、ヒビ、ワレが起きずに冷間圧延できる。

【0028】この発明において、圧延前の珪素鋼は、その平均結晶粒径が $300\mu\text{m}$ 以下、板厚を $5\text{mm}$ 以下であることが望ましい。焼結体の厚みが $5\text{mm}$ を超える場合には、表面のみに圧延応力(引っ張り応力)がかかり、焼結体の内部には応力がかからないため、割れが発生するが、 $5\text{mm}$ 以下の場合には、表面と内部にかかる応力が均一化して圧延が可能となる。

【0029】この発明において、さらに珪素鋼の板厚が $1\text{mm}$ 以下になれば、ロール径の更に小さいロールで圧延した方が、圧延効率と厚み寸法精度が向上し、しかもヒビ、ワレも発生しにくくなる傾向がある。

【0030】特に、珪素鋼のFeリッチ相が無くなって完全に固溶した場合には、ロール径とロール周速度に関係なく、圧延時にヒビ、ワレが発生する。また珪素鋼中のSi含有量が $10\text{wt}\%$ を超える場合には、珪素鋼中にFeリッチ相を残存させるのが難しくなり、ほとんど固溶するために、冷間圧延時に必ずヒビ、ワレが発生する。

【0031】また、上記のこの発明方法で圧延した珪素鋼板は、圧延後に切断機、打抜機による加工が可能であるために、種々の形状の製品対応が可能である。

【0032】この発明によるFeリッチ相による塑性変形を利用した圧延珪素鋼板は、通常の(110)面を集合組織とする方向性珪素鋼板とは違って、(100)面を集合組織とする方向性珪素鋼板の特徴を有する。

【0033】焼き鈍し

この発明による圧延珪素鋼の焼き鈍しは、圧延完了後の磁気特性向上のために、Feリッチ相とSiリッチ相を完全に固溶させると同時に、結晶粒を粗大化させるために行うものである。すなわち、従来では、圧延珪素鋼板の焼き鈍しは、圧延時のヒビ、ワレ防止のために、何回か圧延した後に必ず行われているが、この発明では、磁壁移動の障害となる結晶粒界を減らし、保磁力を低下させて透磁率の向上と鉄損の低下を目的に、結晶粒径の粗大化を狙ったものである。

【0034】この焼き鈍しの温度は、圧延率(=圧延後の板厚/圧延前の板厚 $\times 100(\%)$ )と圧延間の焼結体の焼結温度によって変わる。焼き鈍しの温度は、非磁性元素の添加物と添加量によっても影響されるが、低い温度で焼結した鋼板で圧延率の高い圧延鋼板では、 $1200\sim 1300^\circ\text{C}$ が適しており、逆に高い温度で焼結した鋼板で圧延率の低い圧延鋼板では、 $1150\sim 1250^\circ\text{C}$ の僅かに低い温度が適している。

【0035】この焼き鈍し温度が高過ぎると、結晶粒が異常粒成長しすぎて鋼板が非常に脆くなり、逆に温度が低過ぎると、Feリッチ相とSiリッチ相が固溶せずに、また結晶粒も成長しないために、磁気特性が向上しなくなるので、上記温度が最適温度である。

【0036】上記温度での焼き鈍しによってFeリッチ相とSi

リッチ相が完全に固溶し、その平均結晶粒径は、約 $0.5\sim 3\text{mm}$ にまで成長させることができる。この焼き鈍しによって磁気特性は、通常の溶製材に近い特性が得られることを確認した。

【0037】また、この発明において、圧延後の珪素鋼板は、切断、打抜等の加工が可能であり、各種用途に応じて種々の形状の製品が作製できるので、低コストで高特性、高寸法精度の珪素鋼板の作製が可能である利点を有する。

【0038】さらに、この発明の圧延珪素鋼板は、(100)面を集合組織とする方向性珪素鋼板であるために、無方向性珪素鋼板に比べて透磁率と磁束密度が大きいという特徴も有する。

【0039】

【実施例】実施例1

焼結珪素鋼の原料粉末として、表1に示すような成分のFe-Si化合物になるように高周波溶解してインゴットを作製した後、粗粉碎、ジェットミル粉碎して表1に示すような平均粒度の粉末を作製した。また鉄粉末として表1に示すような成分と平均粒度のカーボニル鉄粉を使用した。

【0040】Fe-Si化合物粉末とカーボニル鉄粉を表2に示すような割合で配合した後、Vコーンで混合した。各混合粉末を表3に示すような添加量でPVA(ポリビニルアルコール)バインダー、水、可塑剤を添加し、スラリー状となし、該スラリーを完全密閉型スプレードライヤー装置により窒素ガスで熱風入口温度 $100^\circ\text{C}$ 、出口温度 $40^\circ\text{C}$ に設定して造粒を行った。

【0041】平均粒径約 $100\mu\text{m}$ の該造粒粉を圧縮プレス機で圧力 $2\text{ton}/\text{cm}^2$ で表3に示すような形状に圧粉成形した後、真空中と水素中で表4に示すような脱バインダー、焼結温度で焼結を行って表5に示す寸法の焼結体を得た。得られた焼結体のFeリッチ相の含有率、残留酸素量、残留炭素量、平均結晶粒径、相対密度を表5に示す。このFeリッチ相の含有率は、FeSi化合物の特有の最大X線回折強度と体心立方構造(bcc)を有する珪素鋼の(110)回折強度比で相対評価した。

【0042】表5に示す寸法の焼結体をまず $60\text{mm}$ φの2段ロールで、ロール周速度 $60\text{mm}/\text{sec}$ で圧延率50%まで冷間圧延した後、さらに $20\text{mm}$ φの4段ロールにより同一ロール周速度で $0.10\text{mm}$ まで冷間圧延した。その圧延状態を表6に示す。表6中の圧延状態で、◎は非常に良好、○は良好、△は圧延板の端面にヒビ発生、×は全面にワレ発生を表す。

【0043】また、圧延後、 $20\text{mm}$ φ $\times 10\text{mm}$ φ $\times 0.1\text{mm}$ のリングを打ち抜いて表6に示すような焼き鈍し温度で熱処理をした後、直流磁気特性と周波数 $5\text{kHz}$ での鉄損を測定した。その結果を表7に示す。磁気特性の比較例として、Fe-6.5Siの溶製材の磁気特性を表7に示す。

【0044】

【表1】

	素原料 No.	Si含有量 (wt%)	化合物	平均粉末 粒度 ( $\mu\text{m}$ )	微量成分(wt%)			
					残留O,C		金属元素	
					O	C	元素名	添加量
FeSi 化合物 粉末	1	20.1	Fe <sub>2</sub> Si( $\beta$ )	6.4	0.040	0.007	無	-
	2	33.5	FeSi( $\epsilon$ )	4.8	0.060	0.013	無	-
	3	33.5	FeSi( $\epsilon$ )	4.9	0.060	0.014	V	0.10
	4	33.5	FeSi( $\epsilon$ )	4.8	0.065	0.015	Al	2.60
	5	33.5	FeSi( $\epsilon$ )	4.8	0.080	0.018	Ti	5.10
	6	50.1	FeSi <sub>2</sub> ( $\zeta\beta$ )	3.5	0.092	0.025	Al	3.85
Fe粉末	7	-	Fe	5.8	0.240	0.023	無	-

【0045】

【表2】

	原料 No	組成(wt%)		微量成分		Fe-Si化合物粉末と鉄粉の配合重量		
		Fe	Si	元素名	含有量 (wt%)	素原料 No.	Fe-Si (wt%)	Fe (wt%)
実施例1	1	97	3	無	-	1	14.9	85.1
	2	93.5	6.5	無	-	1	39.3	67.7
	3	93.5	6.5	無	-	2	19.4	80.6
	4	93.5	6.5	V	0.02	3	19.4	80.6
	5	93.5	6.5	Al	0.50	4	19.4	80.6
	6	93.5	6.5	Ti	1.00	5	19.4	80.6
	7	93.5	6.5	Al	0.50	6	14.9	85.1
	8	90	10	無	-	6	20.0	80.0

【0046】

【表3】

	バインダー添加量		
	ポリマー	可塑剤	水
実施例1	ポリビニールアルコール:0.5wt%	グリセリン:0.1wt%	水:54wt%

【0047】

【表4】

	No.	サンプル No.	成形体寸法 (mm)	脱バインダー条件			焼結条件		
				雰囲気	温度 (℃)	時間 (H)	雰囲気	温度 (℃)	時間 (H)
実施例1	1	1	60×60×1.2	真空	500	2	真空	1100	2
	2	1	60×60×5.8	真空	500	2	真空	1100	2
	3	1	60×60×11.8	真空	500	2	真空	1100	2
	4	2	60×60×1.2	真空	500	2	真空	1050	2
	5	3	60×60×1.2	真空	500	2	真空	1040	2
	6	4	60×60×1.2	真空	500	2	真空	1030	2
	7	5	60×60×1.2	真空	500	2	真空	1200	2
	8	5	60×60×1.2	真空	600	2	真空	950	2
	9	5	60×60×1.2	真空	500	2	真空	1000	2
	10	6	60×60×1.2	真空	500	2	真空	1000	2
	11	6	60×60×1.2	水素	500	2	水素	1000	2
	12	7	60×60×1.2	真空	500	2	真空	1000	2
	13	3	60×60×5.8	真空	500	2	真空	1040	2
	14	3	60×60×11.8	真空	500	2	真空	1040	2
	15	8	60×60×1.2	真空	500	2	真空	1000	2
	16	8	60×60×5.8	真空	500	2	真空	1000	2

【0048】

【表5】

	No.	原料 No.	圧延前寸法 (mm)	平行度 (mm)	残留酸素・炭素量 (wt%)		X線回折 強度比	相対焼結 密度 (%)
					O	C		
実施例1	1	1	50×50×1.0	0.32	0.1500	0.005	0.012	96
	2	1	50×50×5.0	0.17	0.1500	0.005	0.012	96
	3	1	50×50×10.0	0.14	0.1500	0.005	0.012	96
	4	2	50×50×1.0	0.34	0.1400	0.008	0.024	95
	5	3	50×50×1.0	0.36	0.1600	0.008	0.020	95
	6	4	50×50×1.0	0.31	0.1800	0.008	0.018	96
	7	5	50×50×1.0	0.29	0.1700	0.008	0.001	99
	8	5	50×50×1.0	0.30	0.1700	0.008	0.080	87
	9	5	50×50×1.0	0.34	0.1700	0.008	0.014	96
	10	6	50×50×1.0	0.28	0.1800	0.008	0.017	95
	11	6	50×50×1.0	0.25	0.0840	0.001	0.017	95
	12	7	50×50×1.0	0.33	0.1900	0.010	0.025	94
	13	3	50×50×5.0	0.17	0.1600	0.008	0.017	96
	14	3	50×50×10.0	0.13	0.1600	0.008	0.018	96
	15	8	50×50×1.0	0.37	0.1900	0.013	0.045	95
	16	8	50×50×5.0	0.20	0.1900	0.013	0.043	95

【0049】

【表6】

(7) 開2000-45025 (P2000-45025A)

【0050】

【表7】

	No.	原料 No.	圧延状態	焼き鈍し温度 (℃)×3H	平均結晶粒径 (μm)
実施例1	1	1	⊙	1200	1000
	2	1	○	1250	1300
	3	1	×	-	-
	4	2	⊙	1260	1100
	5	3	⊙	1220	1300
	6	4	⊙	1200	1900
	7	5	×	-	-
	8	5	×	-	-
	9	5	⊙	1200	1300
	10	6	⊙	1200	1700
	11	6	⊙	1200	1600
	12	7	⊙	1280	2000
	13	3	○	1250	1800
	14	3	×	-	-
	15	8	⊙	1220	2300
	16	8	○	1250	2500
比較例		Fe-6.5Si	溶製材	-	3600

	No.	原料 No.	磁気特性と鉄損(η)				相対密度 (%)
			μ <sub>m</sub>	B <sub>a</sub> (T)	iH <sub>c</sub> (Oe)	η(W/kg)	
実施例1	1	1	9000	1.41	0.35	21	100
	2	1	11000	1.43	0.32	18	100
	3	1	-	-	-	-	-
	4	2	10000	1.24	0.21	18	100
	5	3	13000	1.23	0.19	16	100
	6	4	16000	1.21	0.16	14	100
	7	5	-	-	-	-	-
	8	5	-	-	-	-	-
	9	5	17000	1.21	0.16	14	100
	10	6	16000	1.21	0.16	14	100
	11	6	15000	1.21	0.17	15	100
	12	7	17000	1.22	0.15	13	100
	13	3	16000	1.21	0.15	14	100
	14	3	-	-	-	-	-
	15	8	10000	1.00	0.19	20	100
	16	8	11000	1.00	0.18	22	100
比較例		Fe-6.5Si	16000	1.22	0.14	14	100 100 100

【0051】

【発明の効果】この発明によれば、従来から製造困難と

されてきた珪素鋼板を冷間圧延によって製造することが可能となり、極めて薄い珪素鋼が容易に量産できる。ま



た、透磁率が最もすぐれたSi含有量が6wt%程度溶製材と同等の優れた磁気特性を有する薄板が得られる。従って、今後トランスやヨーク材等、広範囲にわたってその用途は飛躍的に拡大する。

【0052】また、この発明による圧延珪素鋼板は、圧延後の切断、打抜等の加工が可能であり、各種用途に応じて種々の形状の薄板の製品が作製できるので、低コストで高特性、高寸法精度の珪素鋼薄板の作製が可能である。

---

フロントページの続き

(51)Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	(参考)
// B 2 2 F 3/24		C 2 2 C 33/02	L
C 2 2 C 33/02		H 0 1 F 1/16	A

(72)発明者 能見 正夫  
大阪府三島郡島本町江川2丁目15-17 住  
友特殊金属株式会社山崎製作所内

(72)発明者 西郷 恒和  
大阪府三島郡島本町江川2丁目15-17 住  
友特殊金属株式会社山崎製作所内